

# ESTUDIO DE LA RESISTENCIA A FATIGA TÉRMICA EN MOLDES DE INYECCIÓN DE ALUMINIO UTILIZANDO ACEROS DE ALTA CONDUCTIVIDAD TÉRMICA

S. Molas (<sup>169</sup>), A. Hamasaiid (<sup>270</sup>), A. Llobet (<sup>1</sup>), I. Valls (<sup>2</sup>), D. Casellas (<sup>1</sup>), M<sup>a</sup>. D. Riera (<sup>1,371</sup>)

## RESUMEN:

La mayoría de los mecanismos de fallo que determinan la durabilidad de un molde de inyección de aluminio a alta presión están relacionados con las sollicitaciones termo-mecánicas de la superficie. En cada ciclo, la superficie de la herramienta está expuesta a elevadas variaciones de temperatura y cargas mecánicas que ocasionan la pérdida de propiedades superficiales (dureza, resistencia, etc.). La variación de las propiedades superficiales y las tensiones termo-mecánicas generadas en los ciclos de inyección inducen la aparición de grietas. A fin de retardar la aparición de estas grietas, se ha desarrollado una nueva generación de aceros de herramienta de trabajo en caliente denominados HTCS® (*High Thermal Conductivity Steels*) caracterizados por poseer elevados valores de difusividad térmica combinados con elevadas propiedades termo-mecánicas, comparados con los aceros de trabajo en caliente convencionales. Estas propiedades, sobre todo la difusividad térmica elevada, tienen su principal efecto en la reducción de las tensiones superficiales generadas en las herramientas debido a los gradientes térmicos durante el servicio. Esta reducción de tensiones se traduce en un aumento de la vida útil del molde de inyección.

En este trabajo se evalúa el efecto de la conductividad térmica del acero de herramientas en la aparición y propagación de grietas por fatiga térmica. Para ello, se han fabricado dos moldes experimentales de inyección de aluminio a alta presión con la misma geometría y dureza. Un molde se ha fabricado con acero de trabajo en caliente convencional (AISI H11) y el otro molde con acero de alta conductividad térmica (HTCS®). Se ha realizado el seguimiento de la aparición y propagación de las grietas por fatiga térmica en los dos moldes durante el servicio. Para poder investigar y entender mejor la relación entre las diferencias térmicas y las tensiones superficiales generadas en los dos moldes experimentales, se ha utilizado un modelo simple de Simulación por Elementos Finitos representativo de una sección del molde real.

## 1. INTRODUCCIÓN:

La fundición de aluminio a alta presión (*High Pressure Die Casting*, HPDC) se utiliza habitualmente para obtener componentes de elevada calidad para la industria automovilística. La fundición a alta presión es un proceso de conformado donde el metal fundido es inyectado dentro de un molde precalentado a elevada velocidad y presión. Este proceso presenta claras ventajas económicas comparado con otros procesos de conformado debido a que los componentes obtenidos presentan elevadas tolerancias dimensionales, buen acabado superficial y permite obtener geometrías complejas. El molde, en términos de coste y rendimiento, es uno de los máximos responsables de la eficiencia del proceso y del coste de las piezas producidas (aproximadamente un 20% en fundición de aluminio) [1-2]. Uno de los principales objetivos de las industrias fundidoras e investigadores en las últimas décadas ha sido mejorar el rendimiento del molde incrementando la durabilidad y productividad de este.

Los mecanismos de daño superficial más importantes en HPDC son la fatiga térmica, el desgaste o *washout* y el pegado o *soldering*.

- La fatiga térmica es un fenómeno provocado por los gradientes térmicos cíclicos que se generan en la superficie de las herramientas durante el proceso de inyección, los cuales generan tensiones de compresión al calentar y de tracción al enfriar. Estos ciclos de temperatura, pueden inducir tensiones

<sup>69</sup> CTM Centre Tecnològic, Manresa, España.

<sup>70</sup> Rovalma S.A. Rubí, España.

<sup>71</sup> Departamento Ciencia de Materiales e Ingeniería Metalúrgica, UPC, Manresa, España.  
[silvia.molas@ctm.com.es](mailto:silvia.molas@ctm.com.es), [anwarh@rovalma.com](mailto:anwarh@rovalma.com), [albert.llobet@ctm.com.es](mailto:albert.llobet@ctm.com.es), [isaac@rovalma.com](mailto:isaac@rovalma.com),  
[daniel.casellas@ctm.com.es](mailto:daniel.casellas@ctm.com.es), [md.riera@ctm.com.es](mailto:md.riera@ctm.com.es)

suficientemente elevadas como para imponer deformaciones elásticas y plásticas en la superficie de la herramienta en cada ciclo y provocar la nucleación de grietas en forma de red [3]. En zonas delgadas, radios y esquinas pronunciadas de la herramienta, los gradientes de temperatura pueden ser incluso más importantes y acelerar la fisuración por fatiga térmica.

- El desgaste o *washout* implica el arranque de material del molde debido a la elevada velocidad del fluido inyectado [2]. Generalmente este fenómeno está causado por la combinación de diferentes mecanismos de fallo como son la corrosión, la erosión, la cavitación, la oxidación y el desgaste abrasivo ocasionando un deterioro superficial severo y comportando el fallo prematuro del molde.
- El pegado o *soldering* es debido a la afinidad química y mecánica existente entre el metal fundido y el acero de las herramientas que permite que el metal líquido penetre dentro de la grieta o defecto superficial actuando como iniciador del fallo.

Además de los mecanismos de fallo indicados anteriormente también pueden aparecer otros fenómenos que afectan al deterioro del molde cómo pueden ser el desconche o el agrietamiento masivo. De todos los mecanismos citados, la fatiga térmica es la principal causa de retirada prematura de los moldes de inyección, seguido del pegado y del resto de mecanismos. Asociar un solo mecanismo al fallo del útil es una tarea muy compleja ya que normalmente es una combinación de mecanismos. La temperatura superficial del molde, es uno de los factores más importantes que afecta a todos los mecanismos de fallo, por este motivo todos los esfuerzos destinados en aumentar la vida de los moldes deben pasar por reducir la temperatura superficial de este.

La nucleación y propagación de las grietas de fatiga térmica está directamente relacionada con la generación de tensiones termo-mecánicas elevadas en la superficie del molde durante los consecutivos ciclos de inyección. Estas tensiones termo-mecánicas son debidas al gradiente de temperatura generado entre la superficie (por encima de 500°C) y el grueso del molde (200-250°C) durante la fase de llenado y la fase de *espray* [4]. En la fase de *esprayado*, la temperatura de la superficie del molde puede disminuir dramáticamente debido a la aplicación de agentes desmoldeantes mientras que el grueso del molde aún está caliente provocando esfuerzos de tracción e induciendo la nucleación de grietas. Estas tensiones térmicas superficiales son proporcionales al gradiente de temperatura y al coeficiente de expansión térmico del acero de herramientas utilizado para construir el molde [5].

En los últimos años, se han destinado muchos esfuerzos por parte de los fabricantes de acero para mejorar las propiedades mecánicas a elevadas temperaturas de los aceros existentes a través de la modificación y optimización de la composición química de los aceros y los tratamientos termo-mecánicos, sobre todo en la relación entre el límite elástico y la tenacidad. Se conoce que la modificación de las propiedades mecánicas (resistencia y ductilidad) mejora la resistencia a fatiga a muchos ciclos de inyección (*high cycle fatigue*) pero no a bajos ciclos (*low cycle fatigue*) observándose incluso una disminución de la resistencia [1,6]. Por lo tanto, no existe un óptimo nivel de propiedades mecánicas que aporte un claro beneficio en todo el rango de trabajo.

Con el fin de reducir la temperatura superficial del molde para incrementar su durabilidad se han estudiado diferentes estrategias: una de ellas es incrementar la velocidad de extracción de calor del molde optimizando los sistemas de refrigeración y otra es modificar las propiedades térmicas del acero de herramientas utilizado para construir el molde. Pequeños cambios en las propiedades térmicas del acero se traducen en una disminución del gradiente térmico superficial que reduce las tensiones superficiales e incrementa la resistencia a la fatiga térmica [1,6].

Generalmente, los moldes de inyección se fabrican con aceros de trabajo en caliente AISI H11 (W.Nr. 1.2343) y AISI H13 (W.Nr. 1.2344) con valores de conductividad térmica del orden de 26 W/mK a temperatura ambiente [7]. Recientemente, se ha desarrollado una nueva familia de aceros, denominada HTCS® *High Thermal Conductivity Steel*, con propiedades mecánicas idóneas para la fabricación de moldes de inyección y con conductividades térmicas mucho más elevadas que los aceros convencionales consiguiéndose valores superiores a 70 W/mK y valores de difusividad térmica de ~ 8 mm<sup>2</sup>/s.

El objetivo de este trabajo es evaluar el efecto de utilizar un acero con propiedades térmicas mejoradas para construir un molde de inyección a alta presión. Para ello, se han construido dos moldes idénticos, uno con acero de trabajo en caliente convencional (AISI H11) y el otro con un acero de la familia de los aceros HTCS®.

## 2. PROCEDIMIENTO EXPERIMENTAL:

Se han fabricado dos moldes idénticos de inyección de aluminio a alta presión, uno de ellos se ha fabricado con acero de herramientas de trabajo en caliente convencional DIN 1.2343 (AISI H11) tratado a 44 HRC y el otro se ha construido con acero de alta conductividad térmica HTCS® tratado también a 44 HRC [8]. La tabla 1 muestra las principales propiedades termo-mecánicas de estos aceros evaluados utilizando muestras de tracción en una máquina de ensayos universal. Los ensayos se han realizado a temperatura ambiente siguiendo la norma UNE-EN ISO 6892 Part I y a 450°C siguiendo la norma ASTM E0021. También se ha determinado la expansión térmica y la difusividad térmica a temperatura ambiente y a 400°C para los dos aceros.



Tabla 5. Propiedades termo-mecánicas de los aceros de herramienta AISI H11 y HTCS® a 44 HRC a temperatura ambiente (RT), 100°C y 400-450°C.

Acero	Expansión Térmica [1/°C] $\times 10^{-6}$		Límite Elástico [MPa]		UTM [MPa]		Modulo elástico (GPa)	Difusividad Térmica (mm <sup>2</sup> /s)	
	100°C	400°C	RT	450°C	RT	450°C	RT	RT	400°C
<b>AISI H11 (1.2343)</b>	11.5	12.5	1182	827	1391	940	221	6,75	5.83
<b>HTCS®</b>	10.2	12.2	1247	874	1340	928	192	12.31	8.67

En la Tabla 2 se muestra la composición química de la aleación de aluminio A380 (AlSi9Cu3) utilizada para obtener los componentes inyectados. La inyectora utilizada ha sido una inyectora de cámara fría, Italpress de 1650T de fuerza. La temperatura de colada de la aleación de aluminio en ambos moldes ha sido de 680°C. Los tiempos de ciclo fueron de 83-84s y 70-71s para AISI H11 y HTCS® respectivamente. Esta disminución del tiempo de ciclo se explica gracias a la elevada conductividad y difusividad térmica del acero de herramientas HTCS® que permite enfriar más rápidamente el molde. Para poder evaluar el efecto de la conductividad térmica del acero de herramientas en la durabilidad del molde se ha realizado un seguimiento exhaustivo de los dos moldes en las instalaciones industriales del grupo VW en Gearbox del Prat S.A. (Barcelona) hasta las 75.000 inyectadas.

Tabla 6. Composición química (% masa) de la aleación de aluminio AlSi9Cu3 utilizada en este trabajo.

Aleación	Composición química / % masa							
	Si	Cu	Mn	Mg	Fe	Zn	Ni	Al
<b>AlSi9Cu3</b>	9.5	3.0	0.4	0.5	0.9	1.0	0.3	Balance

Para determinar las temperaturas y gradientes superficiales de los dos moldes en cada ciclo de inyección se desarrollaron sondas de medida de temperatura específicas para esta aplicación. Estas sondas están constituidas de una fibra óptica, un pirómetro y termopares (Fig.1 (a)). Se colocaron exactamente en la misma posición para los dos moldes, dentro de un agujero de un eyector de la parte fija del molde cerca de la superficie y a 10 mm de esta (Fig. 1(b)) (ver referencias 9 y 10 para más detalles).

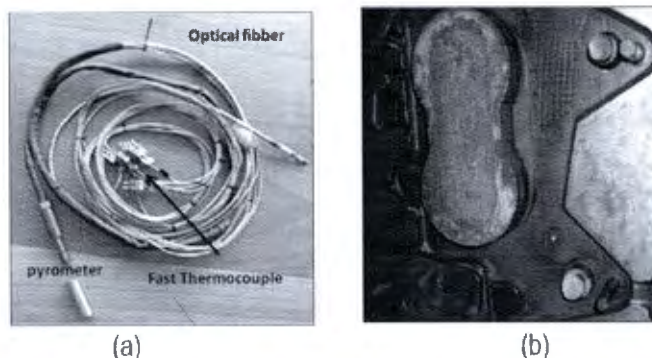


Fig. 47. (a) Sonda de transferencia de calor y (b) posición de la sonda en el molde.

Para poder predecir la vida útil del molde es de gran interés estudiar la evolución del daño superficial, en términos de cuantificación y caracterización de las grietas de fatiga térmica. Según la bibliografía científica consultada, se han realizado muy pocos estudios de la evolución de la fatiga térmica en moldes de inyección en condiciones industriales. La mayoría de los autores han realizado las mediciones a escala de laboratorio hasta 10.000 y 20.000 ciclos [3,11-12] pero no se han encontrado referencias a mayor número de ciclos. Para realizar el seguimiento de la fatiga térmica en moldes de inyección normalmente se utiliza un método destructivo, cortándose en sección muestras de diferentes zonas del molde y evaluándose la longitud promedio de las grietas, la dureza y la microestructura [13-15]. Este método destructivo es imposible de aplicar en moldes industriales en producción, realizar el seguimiento directamente en el molde (midiendo la nucleación y propagación de las grietas) durante su vida útil tampoco es factible. Por lo tanto, el método seleccionado para realizar el seguimiento de las grietas de fatiga térmica ha sido un método indirecto. Como las piezas inyectadas son una réplica exacta de la superficie del molde, se ha realizado la inspección mediante microscopía óptica del daño superficial del molde a través del análisis de la superficie de los componentes inyectados a diferentes ciclos. Se ha evaluado la longitud máxima de grieta ( $L_{crack}$ ) calculándose como la suma de la longitud de todas las grietas aparecidas en la pieza dividida por el área total analizada) y la densidad de las grietas (número de grietas por área). Este método fue usado por M. Muhić para evaluar la evolución de la fatiga térmica en un molde experimental hasta los 10.000 ciclos [16].

En este estudio, se han analizado periódicamente cuatro zonas de la superficie de los componentes inyectados obtenidos en los dos moldes desde el principio de vida del molde hasta las 75.000 inyectadas. Las inspecciones se han realizado a los 10.000, 25.000, 50.000 y 75.000 ciclos. Después de las 75.000

inyectadas no ha sido posible seguir la evolución de las grietas de fatiga térmica porque se desbastaron las zonas dañadas.

### 3. RESULTADOS Y DISCUSIÓN:

La Fig.2 muestra las cuatro zonas superficiales analizadas (zona A, B, C y D) del componente inyectado, se han seleccionado estas zonas porque son las que presentan mayor daño superficial.

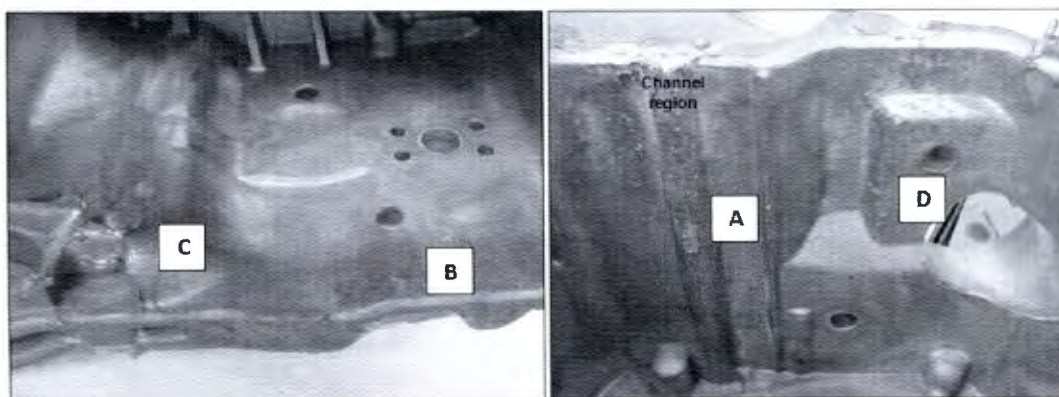


Fig. 48. Las cuatro zonas analizadas del componente inyectado.

La zona A fue seleccionada para realizar el seguimiento de la aparición y propagación de las grietas de fatiga térmica porque es la zona donde la superficie está más dañada debido a que está muy cerca del canal de entrada del aluminio fundido a alta presión y temperatura. Para validar el efecto del aumento de conductividad térmica del acero de herramientas usado para fabricar el molde se han analizado otras tres zonas (zona B, C y D). Estas cuatro zonas fueron seleccionadas en ubicaciones del molde donde la fatiga térmica es el principal mecanismo de fallo. No obstante, en algunas de estas zonas es realmente difícil poder diferenciar entre la fatiga térmica y los otros mecanismos de daño. En la región del canal de la zona A (Fig. 48 y Fig. 49) se mezclan diferentes mecanismos: fatiga térmica, *washout* y pegado no pudiéndose diferenciar qué mecanismo ha sido el causante de la nucleación de las grietas. Cuando esto ocurre, no se ha considerado la evolución del daño en estas regiones.

La Fig. 3 (a-h) muestra imágenes de la zona A para los dos moldes evaluados des de las 10.000 inyectadas hasta las 75.000. Se observa que en todos los ciclos analizados, el molde fabricado con AISI H11 presenta una densidad de grietas más elevada que el molde construido con acero HTCS®. Las grietas de fatiga térmica aparecen en el molde de AISI H11 a las 10.000 inyectadas, en cambio, en el molde fabricado con HTCS® no es hasta las 50.000 inyectadas que las grietas empiezan a ser visibles. Después de las 50.000 inyectadas, las grietas aparecen repartidas de manera homogénea en toda la superficie de la zona A del molde de AISI H11, pero para el molde de HTCS® las grietas siguen estando localizadas. Además, a las 75.000 inyectadas la densidad de grietas del molde de HTCS® es similar a la densidad de grietas del molde de AISI H11 a las 10.000 inyectadas.

La Fig.4 (a) muestra la evolución de la densidad de grietas en función del número de ciclos para los dos moldes. Para el molde de AISI H11, la nucleación de grietas presenta dos comportamientos bien diferenciados, hasta las 25.000 inyectadas, las grietas de fatiga térmica aparecen rápidamente a una velocidad de  $1 \cdot 10^{-5}$  grietas  $\text{mm}^{-2}$   $\text{ciclo}^{-1}$ , y entre las 25.000 inyectadas y las 75.000 la nucleación se estabiliza siendo la velocidad de aparición de  $9 \cdot 10^{-7}$  grietas  $\text{mm}^{-2}$   $\text{ciclo}^{-1}$ . Cuando el molde de inyección se fabrica con acero de alta conductividad térmica HTCS® la curva presenta una sola pendiente, la velocidad de aparición de grietas entre las 25.000 y 75.000 inyectadas presenta un valor de  $3 \cdot 10^{-6}$  grietas  $\text{mm}^{-2}$   $\text{ciclo}^{-1}$ . Cuando se utiliza acero HTCS® para fabricar el molde se retrasa notablemente la velocidad de nucleación de las grietas de fatiga térmica.

Otro parámetro importante que determina la eficiencia de la herramienta bajo condiciones de fatiga térmica es la longitud máxima de grieta ( $L_{\text{crack}}$ ). La Fig. 4 (b) muestra los valores de  $L_{\text{crack}}$  para los dos moldes en todos los ciclos estudiados. Para el molde de HTCS®, la  $L_{\text{crack}}$  en todos los ciclos es significativamente menor que los valores obtenidos para las grietas aparecidas en el molde de AISI H11. La velocidad de propagación de las grietas de fatiga térmica presenta un comportamiento similar para los dos moldes con un valor de  $5 \cdot 10^{-6}$   $\text{mm}$   $\text{ciclo}^{-1}$  para el molde de AISI H11 y de  $2 \cdot 10^{-6}$   $\text{mm}$   $\text{ciclo}^{-1}$  para el molde de HTCS®. La diferencia más importante entre los dos moldes se observa en los primeros ciclos, donde las grietas presentan una longitud mucho mayor cuando se utiliza AISI H11 para fabricar el molde que cuando se utiliza HTCS®.



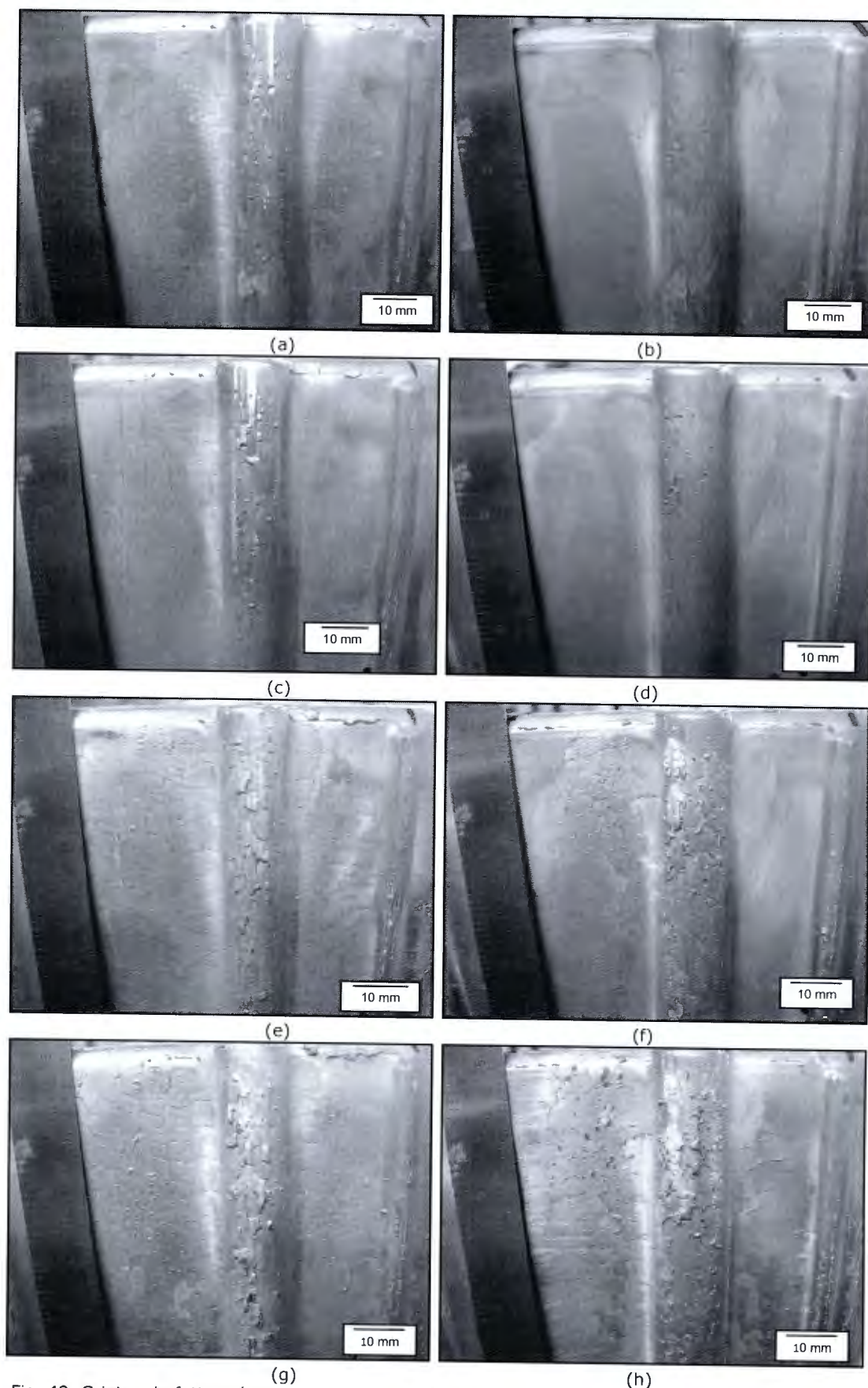


Fig. 49. Grietas de fatiga térmica en la zona A del componente inyectado: (a) AISI H11 a 10.000 ciclos, (b) HTCS® a 10.000 ciclos, (c) AISI H11 a 25.000 ciclos, (d) HTCS® a 25.000 ciclos, (e) AISI H11 a 50.000 ciclos, (f) HTCS® a 50.000 ciclos, (g) AISI H11 a 75.000 ciclos y (h) HTCS® a 75.000 ciclos.

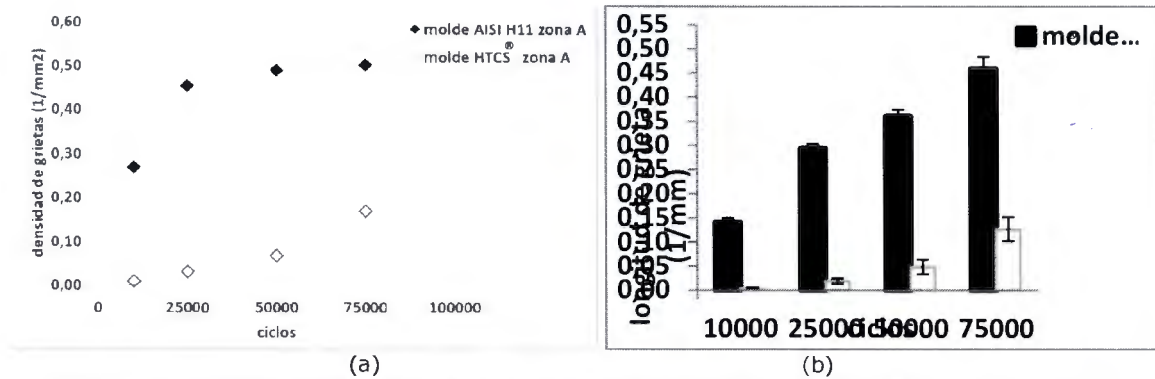


Fig. 50. (a) Evolución de la densidad de grietas en la zona A en función del número de ciclos y (b) evolución de la longitud de grieta ( $L_{crack}$ ) en la zona A en función del número de ciclos.

La Fig.5 muestra las tres zonas adicionales analizadas (B, C y D) del componente inyectado después de los 75.000 ciclos. Se observa que la densidad de grietas de fatiga térmica y la longitud de estas grietas en estas áreas tiende a ser menor cuando el molde se fabrica con acero de alta conductividad HTCS® que cuando se utiliza un acero de trabajo en caliente convencional AISI H11.

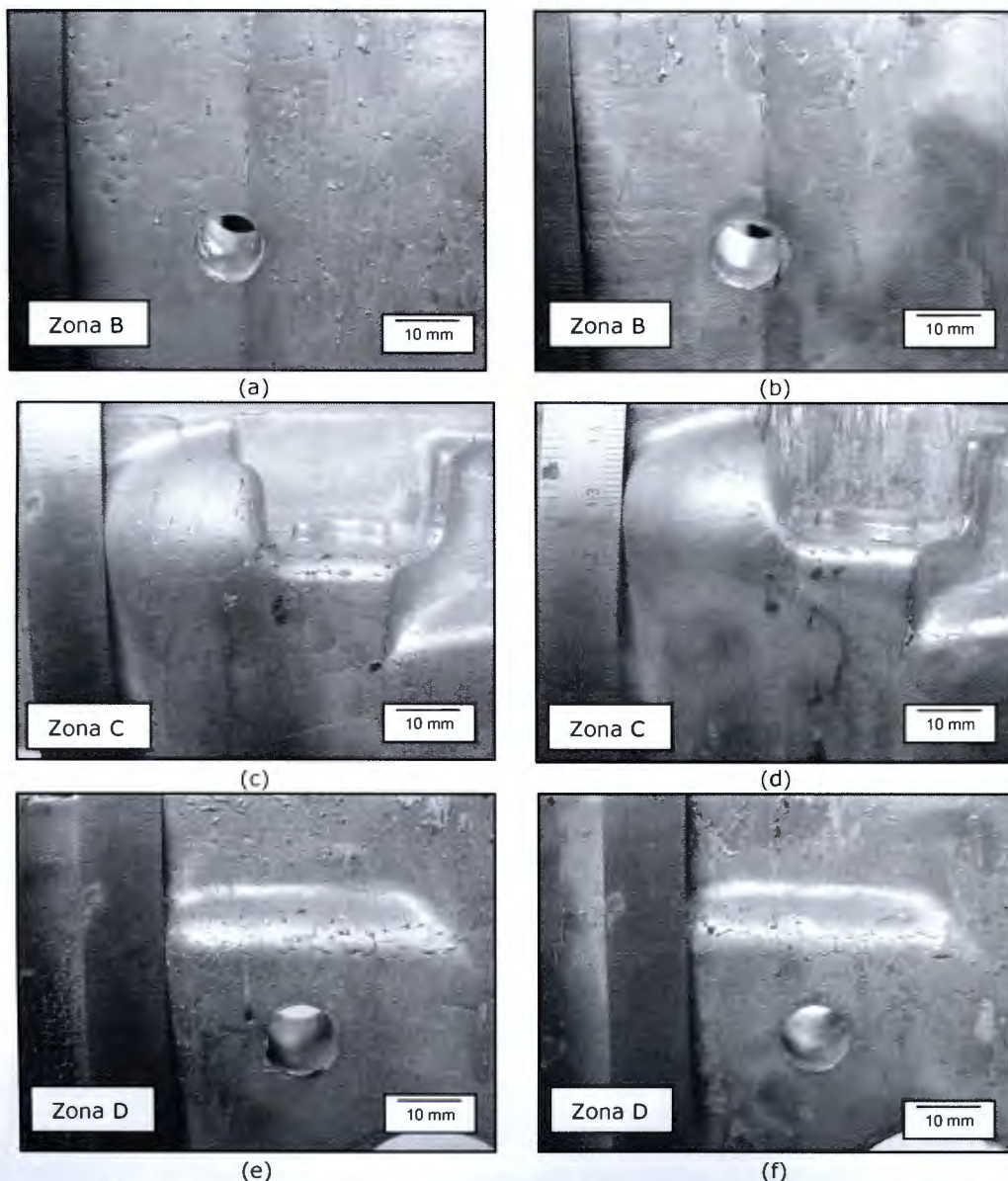


Fig. 51. Grietas de fatiga térmica de la superficie del componente inyectado después de 75.000 ciclos. (a, c y e) corresponden al molde de AISI H11 y (b, d y f) al molde de HTCS®.

La Fig.6 (a-c) muestra la evolución de la densidad de grietas aparecidas en cada zona para los dos moldes. Vale la pena remarcar que en todos los ciclos, el daño superficial que aparece en las diferentes zonas analizadas del molde de AISI H11 es superior que las mismas zonas del molde fabricado con acero de alta conductividad térmica HTCS<sup>®</sup>. De las tres zonas estudiadas, la zona D es la que presenta mayor daño superficial o densidad de grietas, seguido de las zonas B y C que muestran una densidad de grietas similar en ambos moldes (Fig. 5 y 6). Otro aspecto importante a tener en cuenta es que para el molde de AISI H11 la velocidad de aparición o nucleación de las grietas en todas las zonas aumenta hasta los 25.000 ciclos, a partir de este número de ciclos la velocidad de aparición de grietas se estabiliza. Una posible explicación podría ser que a una densidad de grietas determinada, la posibilidad de generar más grietas de fatiga térmica se reduce debido a que las grietas que se han generado en ciclos anteriores disminuyen las tensiones que inducen la nucleación. Esta densidad de grietas puede considerarse como la densidad crítica para cada zona. Así, para la zona B, la densidad crítica para el molde de AISI H11 es de 0.13-0.14 mm<sup>-2</sup> (Fig. 52 (a)), para la zona C es alrededor de 0.1 mm<sup>-2</sup> (Fig. 52 (b)) y para la zona D en torno a 0.3 mm<sup>-2</sup> (Fig. 52 (c)). Para el molde fabricado con acero HTCS<sup>®</sup>, la densidad crítica es menor en todas las zonas estudiadas comparado con los valores obtenidos del molde de AISI H11. No obstante, para el molde de HTCS<sup>®</sup>, la estabilización de las grietas ocurre a partir de los 50.000 ciclos.

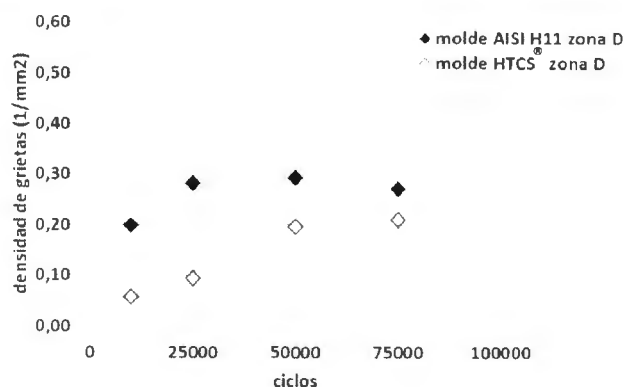
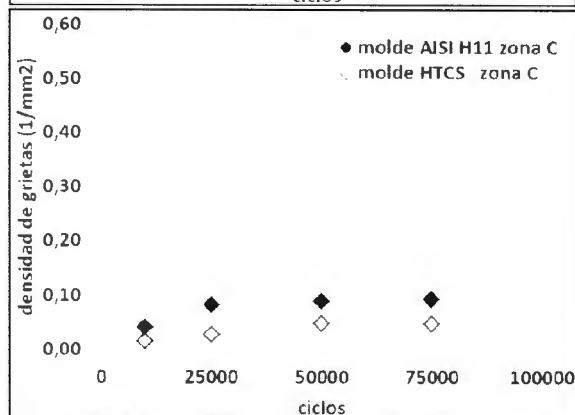
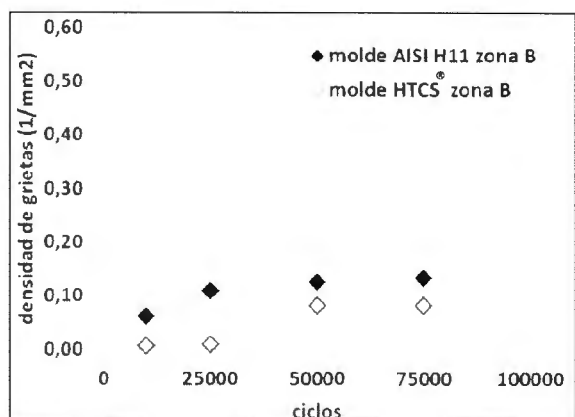


Fig. 52. Densidad de grietas de (a) zona B, (b) zona C y (c) zona D a diferentes ciclos para los dos moldes.



La longitud de las grietas en las diferentes zonas estudiadas se muestran en la Fig.7. En todas las zonas y a diferente número de ciclos, la longitud de las grietas es considerablemente superior para el molde de AISI H11 que para el molde de HTCS®, especialmente en los primeros ciclos. Las grietas de longitud mayor aparecen en la zona D del componente seguida de las zonas B y C. la velocidad de crecimiento de las grietas en todas las zonas y para los dos moldes presenta valores similares, entre  $1 \cdot 10^{-6}$  mm ciclo<sup>-1</sup> y  $3 \cdot 10^{-6}$  mm ciclo<sup>-1</sup>, excepto para la zona C donde el crecimiento de las grietas es ligeramente menor en el molde de HTCS®. La velocidad de propagación de las grietas es similar para ambos moldes pero el molde de HTCS® presenta menor número de grietas des del inicio de su vida útil que el molde de AISI H11. Utilizando HTCS® como acero de herramientas para construir moldes de inyección es posible retrasar el daño superficial, en términos de nucleación y crecimiento de grietas de fatiga térmica permitiendo un incremento significativo de la durabilidad de este.

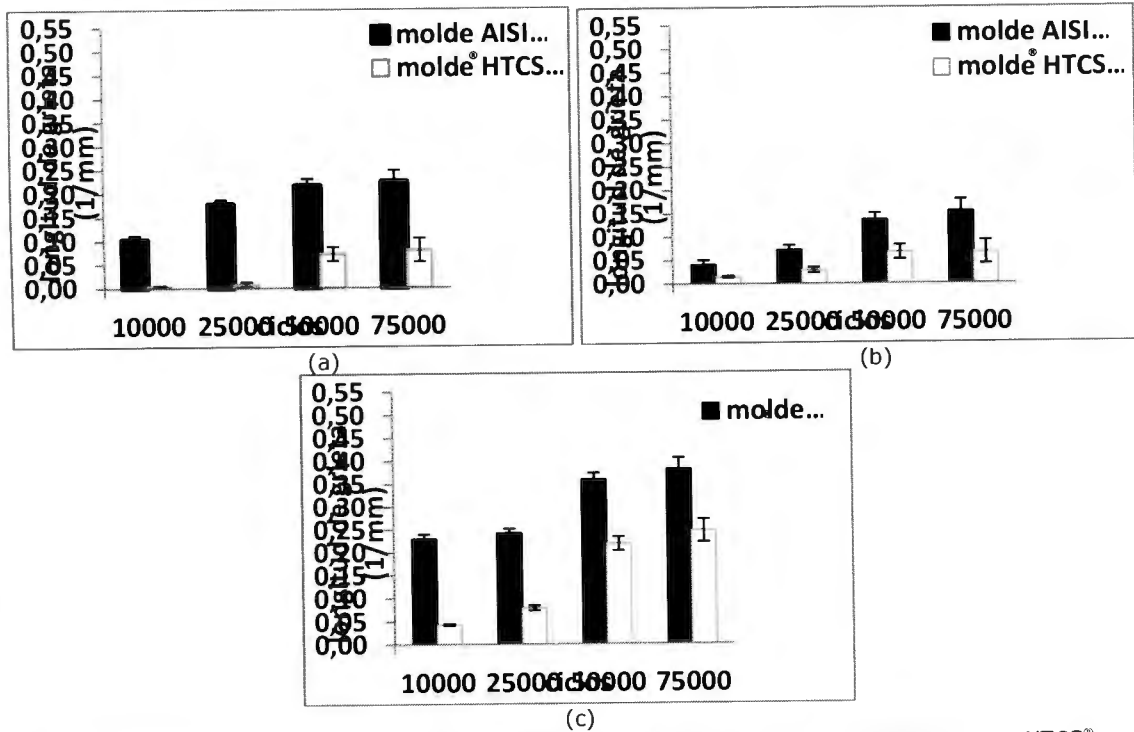


Fig. 53. Longitud de grieta ( $L_{crack}$ ) en las zonas B, C y D para los dos moldes AISI H11 y HTCS®.

Las solicitaciones termo-mecánicas que actúan sobre la superficie del molde durante los sucesivos ciclos son de esperar que sean similares para ambos moldes ya que la geometría es idéntica. Sin embargo, el acero HTCS® tiene mayores propiedades térmicas que el acero AISI H11 a la temperatura de trabajo. Por lo tanto, sería razonable relacionar las diferencias experimentales en la nucleación y la propagación de grietas con las diferencias en las propiedades térmicas de estos materiales.

En este estudio las medidas experimentales de temperatura y su variación en profundidad ( $\Delta T$ ) se han obtenido a 10 mm de profundidad y cerca de la superficie en la misma posición para ambos moldes (Fig.8 (a)). La Fig.8 (b) muestra estos perfiles de temperatura para ambos materiales durante tres ciclos consecutivos de inyección. Se observa que la diferencia de temperatura es menor en el molde de HTCS® obteniéndose un valor de 213°C en comparación con los 231°C observados en el molde de AISI H11. Por lo tanto, las solicitaciones termomecánicas se reducen claramente si se utilizan aceros de alta difusividad térmica. Además, el límite elástico a 450°C del acero HTCS® es mayor que el del AISI H11 (Tabla 5), por lo que tendrá mayor resistencia a la nucleación de grietas a la temperatura de trabajo. El mejor rendimiento ante fatiga del molde de HTCS® se podría explicar por la combinación de menores esfuerzos termo-mecánicos a causa de su mayor difusividad térmica y su mayor límite elástico.



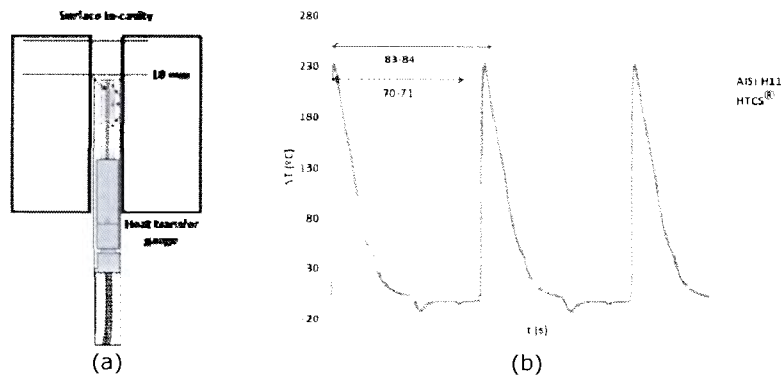


Fig. 54. (a) posición de la sonda de temperatura en el molde y (b) perfiles de temperatura experimentales cerca de la superficie del molde y a 10 mm durante tres ciclos de inyección consecutivos para AISI H11 (gris oscuro) y HTCS (gris claro).

Se ha desarrollado un modelo de elementos finitos sencillo pero representativo de una sección de molde para investigar la relación entre el perfil de temperaturas y los esfuerzos generados en la superficie del molde. En este modelo se ha utilizado un volumen de aluminio determinado para representar al componente. En una primera etapa, el molde se enfría por convección y radiación (aire a 28°C) y en una segunda etapa, se aplica un enfriamiento severo simulando la etapa de esprayado de 2 segundos de duración. Este ciclo se repite hasta llegar al estado estacionario. El modelo resuelve los campos térmico y mecánico de forma acoplada.

La Fig. 55 (a-b) muestra los resultados de la simulación por elementos finitos de la evolución de la temperatura en las zonas indicadas en la Fig.8 (a) en un ciclo en estado estacionario para un molde de AISI H11 y uno de HTCS<sup>®</sup>. Se han tomado dos resultados de temperatura cerca de la superficie; uno en la superficie misma y otro a 0.39mm de profundidad. Se debe destacar que el tiempo de ciclo correspondiente al molde de HTCS<sup>®</sup> es un 20% más corto. La temperatura máxima en el molde de AISI H11 es considerablemente más alta que para el molde de HTCS<sup>®</sup>. Este resultado es importante ya que permitirá reducir el posible ablandamiento del material y minimizar problemas de pegado. Cabe remarcar también que la temperatura superficial en el momento del esprayado es unos 100°C menor en el molde de HTCS<sup>®</sup> que en el acero convencional. La evolución del gradiente de temperatura cerca de la superficie del molde (calculado como el gradiente lineal entre el punto en la superficie y el que está a 0.39mm de profundidad) se muestra en la Fig. 9 (b). Tal y como se ha visto en los datos experimentales, tanto el gradiente máximo como el mínimo son menores en el molde de HTCS<sup>®</sup>. Por lo tanto, es de esperar que los esfuerzos termo-mecánicos sean menores, tal y como confirma la Fig. 56

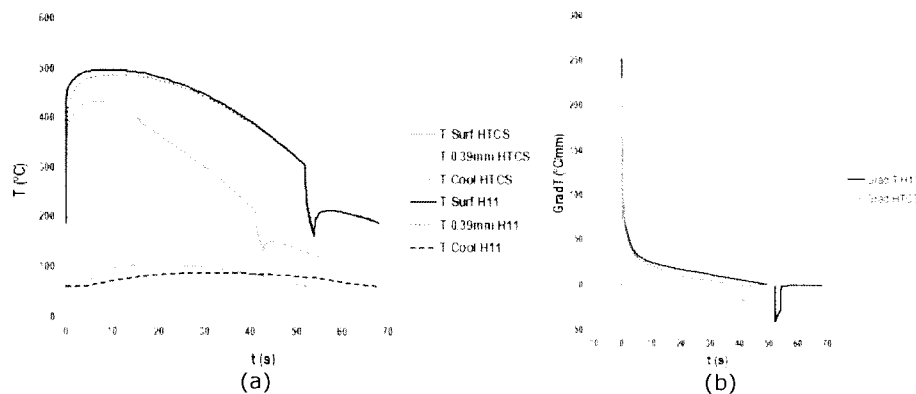


Fig. 55. (a) Evolución de la temperatura para un ciclo en estado estacionario correspondiente a moldes de HTCS<sup>®</sup> y de AISI H11 y (b) evolución temporal del gradiente de temperatura entre la superficie y el punto a 0.39mm de profundidad correspondiente a un ciclo en estado estacionario.

En la Fig. 56 se muestra el ciclo termo-mecánico para el punto de la superficie. Los esfuerzos que se generan en la superficie del molde de HTCS<sup>®</sup> no sólo son menores si no que se dan a temperaturas más bajas con lo que se reducen los mecanismos que promueven la fatiga térmica. Es interesante destacar que las mayores diferencias se dan para los esfuerzos de tracción en la fase de esprayado. Por lo tanto, los esfuerzos que llevan a la nucleación y crecimiento de las grietas se reducen de forma significativa.

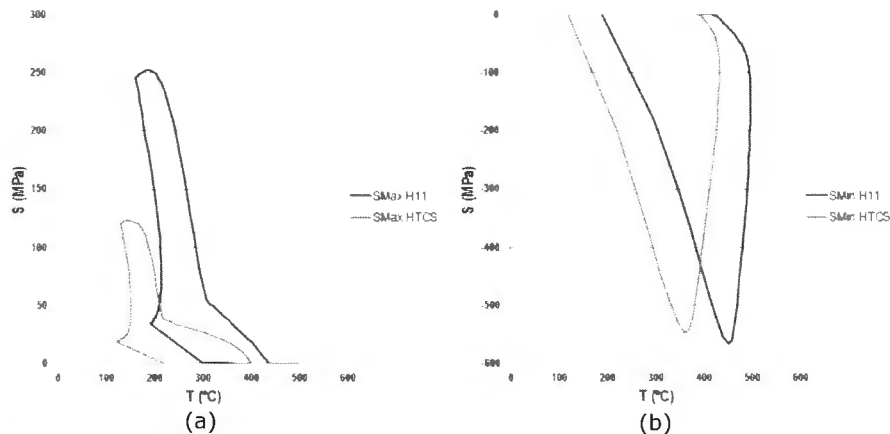


Fig. 56. Esfuerzos principales en función de la temperatura correspondientes al punto de la superficie. Ciclo en estado estacionario. ((a) máximo, (b) mínimo)

#### 4. CONCLUSIONES:

En este estudio se han estudiado dos moldes de producción idénticos con la finalidad de entender el mecanismo de nucleación y propagación de grietas de fatiga térmica. Un molde se ha fabricado con acero de trabajo en caliente convencional AISI H11 y el otro con acero de alta conductividad térmica HTCS®. Las conclusiones más importantes que se han obtenido se pueden resumir de la siguiente manera:

- El acero de herramientas que combina elevada difusividad térmica y elevado límite elástico a la temperatura de trabajo (HTCS®) presenta una resistencia a la fatiga térmica superior en fundición de aluminio a alta presión, que los aceros de trabajo en caliente convencionales como AISI H11.
- El estudio de la evolución de las grietas de fatiga térmica en función del número de ciclos muestra que la densidad y la longitud de las grietas que aparecen en el molde fabricado con acero AISI H11 es considerablemente superior que las grietas observadas en el molde fabricado con acero de alta conductividad térmica HTCS®. Una posible explicación a este fenómeno es la reducción de las solicitaciones termo-mecánicas en la superficie de la herramienta al utilizar un acero con difusividad térmica mejorada.
- La simulación por elementos finitos realizado al proceso de HPDC confirma y ayuda a entender las diferencias en el estado de tensiones entre los moldes de AISI H11 y de HTCS® que inducen el diferente comportamiento frente a fatiga térmica.

#### 5. AGRADECIMIENTOS:

Este trabajo ha estado parcialmente financiado por ACC10 bajo la subvención CT09-1-0006. Los autores desean agradecer la colaboración de GEARBOX del PRAT en los ensayos industriales, dentro del marco del proyecto ALTERMO.

#### 6. REFERENCIAS:

- [1] Valls I., Drastically Improving Die Casting Dies Performance: Tackling the Problem from the Thermo-Elastic Side. 111<sup>th</sup> North American Die Casting Association Congress 2007;359-71.
- [2] Zhu Y., Schwam D., Wallace J.F., Birceanu S. Evaluation of soldering, washout and thermal fatigue resistance of advanced metal materials for aluminum die-casting dies. Materials Science and Engineering A 2004;379:420-31.
- [3] Person A., Hogmark S., Bergström J. Thermal fatigue cracking of surface engineered hot work tool steels. Surface and Coatings Technology 2005;191:216-27.
- [4] Hamasaid A., Valls I., Eibisch H., Casellas D., Molas S., Voltazza F. High Thermal Conductivity Tool Steels for Die Casting of Light Alloys: Benefits and Potentials. Proceedings of North American Die Casting Association Congress, Columbus, Ohio, 2011.
- [5] Dour G. Thermal stresses and distortion in dies of die casting processes: a new normalized approach. Modeling and Simulation in Materials Science and Engineering, 2001;9:399-413.
- [6] Ebner R., Marsoner S., Siller I., Ecker W. Thermal fatigue behavior of hot-work tool steels: heat check nucleation and growth. International Journal of Microstructure and Materials Properties 2008;3:182-94.



- [7] Persson A., Hogmark S., Bergström J. Failure modes in field-tested brass die casting dies. *Journal of Materials Processing Technology* 2004;148:108-18.
- [8] Valls I. Hot work tool steel with outstanding toughness and thermal conductivity. Patent WO/2010/112319. (2010).
- [9] Hamasaiid A., Dour G., Dargusch M.S., Loulou T., Davidson C., Savage G. Heat-transfer coefficient and in-cavity pressure at the casting-die interface during high-pressure die casting of the magnesium alloy AZ91D. *Metallurgical and Materials Transactions A* 2008;39:853.
- [10] Dargusch M.S., Hamasaiid A., Dour G., Loulou T., Davidson C.J., StJohn D.H. The accurate determination of heat transfer coefficient and its evolution with time during high pressure die casting of Al-9 %Si-3 %Cu and Mg-9 %Al-1 %Zn Alloys. *Advanced Engineering Materials* 2007;9:995-9.
- [11] Sjöström J., Bergström J. Thermal fatigue testing of chromium martensitic hot-work tool steel after different austenitizing treatments. *Journal of Materials Processing Technology* 2004;153:1089-96.
- [12] Klobčar D., Kosec L., Kosec B., Tušek J. Thermo fatigue cracking of die casting dies. *Engineering Failure Analysis* 2012;20:43-53.
- [13] Wang C., Zhou H., Yu Lin P., Sun N., Guo Q., Zhang P., Yu J., Liu Y., Wang M., Ren L. The thermal fatigue resistance of vermicular cast iron coupling with H13 steel units by cast-in process. *Mater Design* 2010;31:3442-48.
- [14] Person A., Hogmark S., Bergström J. Simulation and evaluation of thermal fatigue cracking of hot work tool steels. *International Journal of Fatigue* 2004;26:1095-1107.
- [15] Klobčar D., Tušek J., Taljat B. Thermal fatigue of materials for die-casting tooling. *Materials Science & Engineering A* 2008;472:198-207.
- [166] Muhič M., Kosel F., Pukšič A., Klobčar D. A new approach to monitoring thermal fatigue cracks in die casting moulds. *Int. J. Mat. Res.* 2011;102:69-75.